

01;04;11

Физическое и математическое моделирование процесса формирования мезоструктурно-упорядоченных плазменных покрытий

© В.А. Барвинок, В.И. Богданович

Научно-исследовательский институт технологий и проблем качества при Самарском государственном аэрокосмическом университете им. акад. С.П. Королева, 443086 Самара, Россия
e-mail: barvinok@ssau.ru

(Поступило в Редакцию 12 апреля 2011 г.)

Рассмотрены особенности формирования мезоструктурно-упорядоченной структуры плазменных газотермических покрытий. Показано влияние этой структуры на обеспечение высоких эксплуатационных свойств изделий при переменных механических и термических нагрузениях поверхности. На основе физического и математического моделирования процесса удара и последующего пластического деформирования напыляемой частицы получено аналитическое соотношение, устанавливающее связь степени деформации частицы и коэффициента ее объемной трансформации со скоростью частицы и механическими характеристиками для случая пластического упрочняемого материала.

Введение

Известно [1,2], что плазменные газотермические покрытия нашли достаточно широкое применение для защиты поверхности ответственных деталей различных изделий машиностроения от высокотемпературной газовой коррозии (теплозащитные и термобарьерные покрытия), от повышенного износа поверхностей трения (износостойкие и антифрикционные покрытия), от повышенной газовой, пылевой или каплеударной эрозии (эрозионно стойкие покрытия) и т.д. Такое многофункциональное применение плазменных покрытий для защиты конструкционных материалов от воздействия различных внешних факторов связано с возможностью использования в этом методе очень широкой номенклатуры напыляемых порошковых материалов и возможностью выбора наиболее эффективного материала для конкретных условий эксплуатации изделий, а также связано с высокой технологичностью метода и возможностью управления эксплуатационными свойствами покрытий в процессе их нанесения [1–4]. Однако высокая эффективность плазменных покрытий в снижении мощности воздействия внешних факторов на конструкционный материал в значительной степени определяется и особенностями их структуры.

В настоящей работе рассмотрены особенности формирования структуры плазменных газотермических покрытий из порошковых материалов, ее влияние на эксплуатационные свойства изделий с покрытиями и на основе результатов математического моделирования процесса пластического деформирования напыляемых частиц при ударе сформулированы рекомендации по получению мезоструктурно-упорядоченных плазменных покрытий с экстермальным комплексом эксплуатационных свойств.

Сравнительный анализ структур и их влияние на работоспособность изделий

Характерная структура плазменного газотермического покрытия толщиной 0.3–0.6 мм имеет слоистый характер и состоит из дискообразных кристаллитов, расположенных вдоль поверхности конструкционного материала, горизонтальных и вертикальных границ между кристаллитами и микропустот (закрытых пор), расположенных в области вертикальных границ кристаллитов (рис. 1, *a, b*). Толщина каждого дискообразного кристаллита составляет 2–10 мкм и в 10–20 раз меньше его

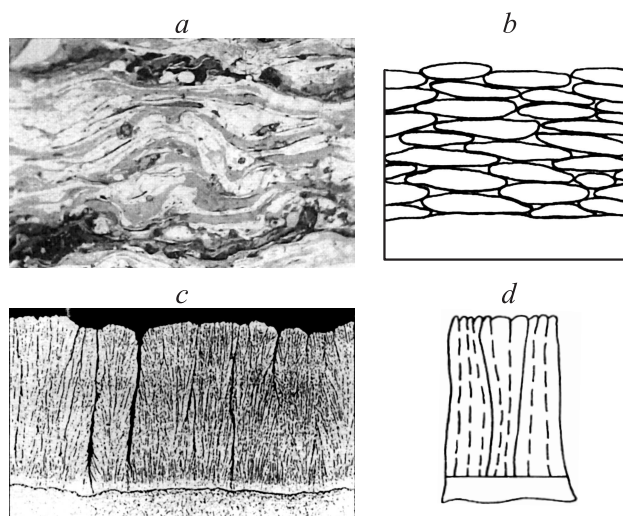


Рис. 1. Металлографический поперечный шлиф структуры плазменного газотермического покрытия (*a*) и покрытия, полученного конденсацией атомарного потока (электронно-лучевое напыление) (*c*), и схемы расположения кристаллитов в их структуре (*b, d*).

характерного горизонтального размера. Вертикальные границы кристаллитов ограничены с двух сторон монолитным материалом других дискообразных кристаллитов. В связи с этим покрытие не имеет сквозных пор, а процентное содержание закрытой пористости варьируется режимами напыления в пределах 2–12%. Практика показывает, что такие покрытия из соответствующих материалов гарантируют эффективную защиту конструкционных материалов от коррозии, в том числе и от высокотемпературной газовой коррозии. Адгезионная и когезионная прочность покрытия на сжатие и сдвиг значительно превышает аналогичные показатели прочности покрытия на растяжение. Однако, как показывает практика, адгезионная прочность покрытия на отрыв, диагностируемая величиной, превышающей 25–45 МПа, и когезионная прочность на растяжение, составляющая только 0.4–0.8 прочности монолитного материала, обеспечивают их работоспособность во всех известных случаях сложного высоконагруженного применения из-за их эксплуатации в условиях действия сжимающих или сдвигающих внешних механических усилий. Одной из главных особенностей такой структуры плазменных покрытий является ее высокая демпфирующая способность к знакопеременным механическим и температурным напряжениям, а также способность локализовать усталостные повреждения и микротрещины внутри зерна кристаллита, не давая им возможности прорасти до конструкционного материала основы (рис. 2).

Такая структура плазменных покрытий кардинально отличается от структуры покрытий, получаемых осаждением атомарных и ионных потоков в вакууме (термическое, электронно-лучевое или ионно-плазменное осаждения) или атомарных потоков в гальванохимических методах (рис. 1, *c, d*). В этом случае микроструктура покрытий имеет столбчатый характер. Каждый отдельный столб структуры состоит из нескольких кристаллитов меньшего диаметра (рис. 1, *d*, границы столбов показаны сплошной линией, а кристаллитов — штри-

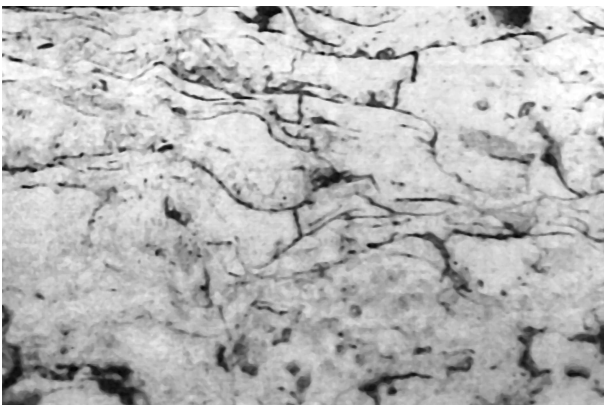


Рис. 2. Мезоструктурно-упорядоченное плазменное покрытие после длительных испытаний термоциклированием с локализованными усталостными трещинами внутри кристаллитов структуры.

хой). Границы между столбами и кристаллитами начинаются на поверхности покрытия и заканчиваются на поверхности основы, причем когезионная прочность между кристаллитами существенно выше когезионной прочности между столбами структуры. Физическая причина появления такой столбчатой структуры объясняется технологической наследственностью при встраивании адсорбированных атомов в активные центры роста кристаллической фазы покрытия [5]. Наличие в их структуре вертикальных границ приводит к созданию каналов для проникновения ионов кислорода и других химических элементов к защищаемым конструкционным материалам, а сами вертикальные границы столбов при толщинах более 5–10 μm являются причиной снижения предела выносливости изделия с покрытием по сравнению с изделием без покрытия.

Структура плазменных газотермических покрытий также существенно отличается от структуры монолитных конструкционных материалов, состоящих из объемных кристаллитов с высокой прочностью их связи между собой через общие границы. Такие высокопрочные границы между кристаллитами, часто содержащие выделения различных фаз, не ограничивают рост усталостных микротрещин, а только в ряде случаев тормозят их разрастание. Надо отметить, что структуру, подобную слоистой дискообразной структуре плазменных покрытий, часто создают в приповерхностном слое изделий для повышения их предела выносливости, обрабатывая поверхность с помощью методов поверхностного пластического деформирования (ППД). Однако возможности этих методов в создании дискообразных кристаллитов в монолитных материалах существенно меньше, чем возможности метода осаждения плазменных покрытий из порошковых материалов. Хотя наводимые методами ППД сжимающие остаточные напряжения сами являются эффективным приемом повышения выносливости изделий, эти методы можно использовать для отдельных видов плазменных покрытий.

Часто при разработке плазменных покрытий встречается мнение о необходимости повышения качества плазменных покрытий за счет их уплотнения и создания беспористых структур. Наш опыт показывает [6], что такая структура эффективна только в качестве небольшого по толщине слоя на типовой структуре плазменного покрытия специального назначения (например, теплозащитного), так как беспористая монолитная структура по всей толщине плазменного покрытия приводит к существенному снижению его долговечности эксплуатации при знакопеременных механических и термических напряжениях по сравнению с типовой структурой покрытия.

Физическая природа образования слоистой структуры из дискообразных кристаллитов при получении плазменных покрытий связана с последовательным осаждением ускоренных и нагретых в плазменной струе частиц порошкового материала, которые из-за удара о

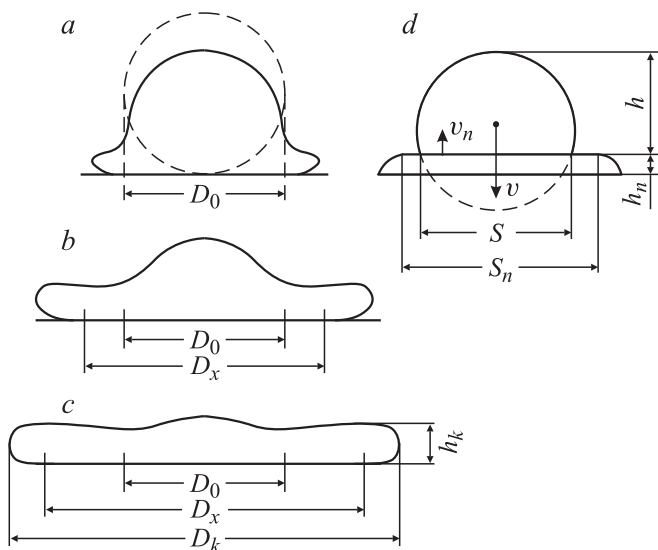


Рис. 3. Схемы деформирования напыляемой частицы после ее удара об основу: *a* — стадия действия импульсного давления; *b* — деформация под действием напорного давления; *c* — окончательный вид затвердевшей частицы; *d* — схема для математической модели деформирования частиц.

поверхность и последующей пластической деформации приобретают дискообразную форму (рис. 3).

В зависимости от вида напыляемого материала, его дисперсности и режима напыления степень деформации частицы порошка и количество микропустот могут значительно изменяться, приводя к существенным изменениям структуры и свойств плазменных покрытий. По предложению авторов работы специфическая структура плазменных покрытий с явно выраженной слоистостью и дискообразной формой кристаллитов получила название мезоструктурно-упорядоченной, а плазменные покрытия с такой структурой — плазменных мезоструктурно-упорядоченных покрытий. Количественной характеристикой такой мезоструктурной упорядоченности покрытия χ , определяемый как отношение среднего характерного размера дискообразного кристаллита в горизонтальном направлении (D_c) к его средней толщине (h_c) (рис. 3):

$$\chi = \frac{D_c}{h_c}. \tag{1}$$

Коэффициент мезоструктурной упорядоченности покрытия (1) связан со степенью деформации напыляемых частиц $k_D = h_c/D_0$, например, для частиц, имеющих форму, близкую с шаровой, очевидным соотношением

$$\chi = \sqrt{(2/3)k_D^3}. \tag{2}$$

Максимальное значение коэффициента мезоструктурной упорядоченности покрытия χ можно оценить, например, по данным работы [4], в которой определена степень деформации расплавленных частиц диаметром

100–200 μm для 20 видов металлов при скорости удара 20–40 м/с. Выбор таких значений скоростей удара определяется отсутствием дробления частиц при ударе и слабым влиянием дальнейшего увеличения скорости удара на их степень деформации и прочность схватывания с основой. Полученные в настоящей работе значения степеней деформации частиц $k_D = 0.1–0.05$ соответствуют значениям коэффициента мезоструктурной упорядоченности $\chi = 26–74$. В реальных процессах плазменного напыления используются не расплавленные, а частично оплавленные частицы с существенно более высокой твердостью, чем металлы, а частицы порошка имеют достаточно большой разброс по дисперсности, а следовательно, и по скорости осаждения и температурам нагрева [7]. Это приводит к тому, что структура реальных покрытий содержит различные по степени деформации кристаллиты (рис. 1, *a*). Следовательно, полученные значения коэффициента мезоструктурной упорядоченности определяют верхний предел для реальных покрытий.

Адгезионная и когезионная прочности плазменных покрытий определяются площадью поверхности частиц, на которой прошло химическое взаимодействие с контактируемой поверхностью, и степенью этого химического взаимодействия. Учитывая, что средняя интегральная температура покрытия в процессе напыления обычно не превышает 200–300 °С, основным периодом времени образования химических связей являются промежутки времени ударного взаимодействия и последующего деформирования каждой высоконагретой напыляемой частицы. При этом площадь поверхности, на которой образуются химические связи, является площадью контакта частицы с нижерасположенным слоем. В работе [4] было экспериментально установлено, что схватывание (химическое взаимодействие) протекает не по всей площади контакта цилиндрического диска с поверхностью, а по некоторой площади круга диаметра D_x (рис. 3). Причем схватывание по этой площади неравномерное, а имеет явно выраженные максимумы на множестве кольцевых полосок с общим центром в месте начала контакта деформируемой частицы. Отношение диаметра D_x к диаметру сформированной частицы D_c для различных сочетаний материалов лежит в диапазоне $D_x/D_c = 0.4–0.9$. Следовательно, прочность связи каждой отдельной частицы, определяемая площадью круга диаметром D_x в значительной степени зависит от степени деформации напыляемой частицы или величины контактной площади дискового кристаллита. Таким образом, коэффициент мезоструктурной упорядоченности покрытия также в значительной степени характеризует потенциальную адгезионную и когезионную прочности получаемого покрытия.

Насколько эта потенциальная прочность будет реализована в реальном процессе, определяется прочностью схватывания каждой отдельной частицы с основой. В целом этот процесс схватывания должен соответствовать процессам сварки или пайки в твердой фазе и

должен состоять из следующих основных стадий: образование физического контакта на максимально возможной площади поверхности частицы с основной; активации этой контактной поверхности; протекания токохимической реакции; развития объемного взаимодействия. Однако в отличие от сварочных процессов процессы при напылении характеризуются очень коротким циклом и отсутствием технологических приспособлений, обеспечивающих сжатие свариваемых поверхностей, что приводит к целому ряду особенностей. Для характеристики этих особенностей необходимо дать оценку протекания физико-химических процессов при взаимодействии напыляемой частицы с основной.

Анализ этапов термосилового взаимодействия частицы и основы

Чтобы оценить, в каком состоянии — расплавленном или твердом — протекает процесс деформации первоначально полностью расплавленной или частично оплавленной частицы, оценим время ее кристаллизации t_{cr} на основании известного соотношения [4]:

$$t_{cr} = \frac{h_c^2}{a(2\beta)^2}, \quad (3)$$

где h — толщина расплава, a — коэффициент температуропроводности материала покрытия, β — корень характеристического уравнения кристаллизации.

Учитывая, что $\beta = 0.4-0.8$ в широком диапазоне материалов и температур кристаллизации, $a = 1.7 \cdot 10^{-5}$ и $a = 6.5 \cdot 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с}$ для никеля и окиси циркония, получим для частиц с $D_0 = 40 \text{ мкм}$ при $h_c = 0.2D_0$ время кристаллизации для никеля $t_1 \geq t_{cr} = (1.5-5.9) \cdot 10^{-5} \text{ с}$ и для окиси циркония $t_1 \geq t_{cr} = (0.4-1.5) \cdot 10^{-4} \text{ с}$ соответственно. При этом термический цикл напыляемой частицы на основе можно описать следующим образом. В момент удара и растекания частицы температура контакта частицы и основы принимает значение, соответствующее твердому состоянию материала частицы и основы. Процесс кристаллизации частицы занимает время не менее t_1 , а затем за время порядка $40-100t_1$ частица остывает почти до температуры основы.

Удар частицы об основу приводит к возбуждению в материале основы и частицы волн напряжений сжатия, генерируемых увеличивающейся в размерах областью контакта частицы с поверхностью основы. Максимальное давление на фронте этих волн определяется соотношением [8-10]

$$\sigma_u = ZZ_{bas}v / (Z + Z_{bas}), \quad (4)$$

где $Z = \rho c$, $Z_{bas} = \rho_{bas}c_{bas}$, ρ , ρ_{bas} , c , c_{bas} — динамические импедансы, плотности и скорости звука материалов частицы и основы соответственно, v — скорость частицы.

Время действия этого ударного давления в материале оценивается временем прохождения волны по

материалу частицы $t_{sh} \approx 2D_0/s$, что для $D_0 = 40 \text{ мкм}$ и $c = (3-5) \cdot 10^3 \text{ м/с}$ составляет $t_{sh} = (1-3) \cdot 10^{-8} \text{ с}$. Это время много меньше времени кристаллизации частицы и, следовательно, за время действия ударного давления термическое состояние напыляемой частицы не изменится и не изменится величина контактной температуры. Если напыляемая частица движется с не очень большой скоростью и при ударе находится в упругом состоянии (малая температура нагрева), то через время t_{sh} она отразится от поверхности.

Развиваемое ударное давление (4) при скоростях частицы $50-200 \text{ м/с}$ составляет значительную величину. Например, для случая расплавленных напыляемых частиц металла ($c = 3 \cdot 10^3 \text{ м/с}$, $c_{bas} = 5 \cdot 10^3 \text{ м/с}$, $\rho \approx \rho_{bas} = 8 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$) оно составляет $\sigma_u = 750-3000 \text{ МПа}$. Верхняя граница этих значений напряжений превышает ударную прочность конструкционных материалов и может приводить к хрупкому разрушению и возникновению хрупких трещин в конструкционных материалах, а также дроблению недогретых напыляемых частиц. В связи с этим определенное недоумение вызывают работы, в которых напыляемые частицы в недогретом состоянии стремятся разогнать до скоростей $500-800 \text{ м/с}$.

Наибольший интерес для процесса получения покрытий представляет тот диапазон скоростей частиц и температур их нагрева, когда после удара напыляемой частицы начинается ее пластическая деформация и растекание по поверхности в результате выделения кинетической энергии направленного движения частицы при ее торможении преградой.

Важным экспериментальным фактом, установленным при исследовании такого процесса пластической деформации частицы, является то, что верхняя часть даже жидкой частицы (частицы расплава металла или капли воды) сохраняет свою форму после удара и эта уменьшающаяся часть частицы продолжает двигаться как единое целое [4,8,10,11]. Однако на основании этого факта, зафиксированного сверхскоростной видеосъемкой, в работе [4] делается неверное утверждение, что эта часть частицы продолжает двигаться со скоростью частицы до удара. В действительности эта часть движется как единое целое с уменьшающейся скоростью, и только для расплавленных частиц возможно движение их верхней части со скоростью удара.

Под действием инерционного движения верхней части частицы ее нижняя часть пластически деформируется и растекается вдоль поверхности. Действующее в этой области напорное давление, оцениваемое величиной

$$\sigma_f = \rho v^2, \quad (5)$$

передается контактной поверхности и обеспечивает сжатие поверхностей, по которым протекают токохимические реакции образования химических связей. Время действия такого давления сжатия можно приближенно оценить временем, в течение которого вертикальный

размер частицы уменьшается от D_0 до h_c и это изменение происходит с уменьшающейся скоростью от v_0 до величины, близкой к нулю, т. е.

$$t_f = \frac{2(D_0 - h_c)}{v_0}. \quad (6)$$

Время такого деформирования для частиц с $D_0 \leq 100 \mu\text{m}$ и $v_0 \geq 50 \text{ m/s}$ не более $t_f = 4 \cdot 10^{-6} \text{ s}$, что на порядок меньше времени кристаллизации частицы (3). Следовательно, для расплавленных частиц процессы ее удара и деформирования происходят без изменения агрегатного состояния частицы при постоянном значении температуры контакта, а процесс ее кристаллизации можно рассматривать независимо от ее деформирования в уже сформированном дискообразном кристаллите. Если же частица в первоначальном состоянии не расплавлена, то возможность независимого рассмотрения динамики деформирования и значительного изменения температуры в ней за счет контакта с „холодной“ основой определяется критерием Пекле Pe , равным отношению времени выравнивания температуры в системе $t_T \cong D_0^2/a$ и времени ее деформирования (6):

$$Pe = \frac{t_T}{t_f} = \frac{2D_0v_0}{a} > 10^3. \quad (7)$$

Следовательно, процессы удара и последующего деформирования частицы с высокой точностью можно рассматривать при некоторой постоянной температуре частицы, равной ее начальному значению, а процессы последующей теплопередачи и ее охлаждения уже в деформированной частице.

Таким образом, проведенный анализ и выполненные оценки позволяют сделать выводы о возможности рассмотрения несвязанных задач моделирования при ударе и распространении упругих волн в частице, ее пластическом деформировании и растекании и последующей кристаллизации и охлаждении до температуры основы.

Все эти стадии трансформации шарообразной частицы в дискообразный кристаллит оказывают значительное влияние на прочность ее приваривания к основе. Высокая кинетическая энергия частицы и ее достаточная пластичность (из-за нагрева) обеспечивают образование достаточно большой площади контакта и физический контакт поверхности частицы и основы. Однако физический контакт поверхности является только необходимым условием возникновения химических связей, образование которых возможно только после их активации.

По современным представлениям такая активация заключается в создании на поверхности активных центров, на которых происходит образование химических связей. Установлено [4], что при сварке и пайке в твердой фазе роль таких активных центров играют дислокации, выходящие на контактируемые поверхности при их совместном пластическом деформировании. В работе [4] было показано, что ударные напряжения, возникающие в расширяющейся области контакта (рис. 2) напыляемой

частицы с основой, способствуют выходу дислокаций на контактную поверхность и активируют процесс схватывания между атомами в узлах кристаллических решеток.

Было также экспериментально установлено, что дислокации, изначально существовавшие на поверхности, не являются центрами схватывания, а, более того, выступают в роли препятствий для такого схватывания. В частности, роль дислокаций, смещенных на поверхность вследствие действия ударного напряжения, наглядно видна в виде кольцевых образований центров схватывания после разделения таких поверхностей [2,4]. Отметим, что установление этих факторов потребовало определенной корректировки взглядов на роль и режимы абразивной механической обработки поверхностей перед нанесением покрытия. В такой обработке должна создаваться не только развитая шероховатость поверхности, но и высокая степень наклепа приповерхностного слоя с высокой плотностью дислокаций, которые при ударном нагружении выйдут на поверхность. Плотность дислокаций, выходящих на контактную поверхность при ударе, возрастет с ростом скорости напыляемой частицы, но как уже отмечалось, увеличение этой скорости выше определенных пределов ведет к диспергированию расплавленных и дроблению твердых частиц, а также к эрозионному повреждению напыляемой поверхности или образованию в приповерхностном слое микроповреждений материала.

Для обеспечения условий протекания топохимических реакций на этих активных центрах требуется выдержка контактных поверхностей в прижатом состоянии при определенной, обычно достаточно высокой, температуре в течение времени, достаточного для завершения топохимического процесса схватывания. Как показано в приведенном анализе, такие условия создаются автоматически, если режимы напыления обеспечивают пластическую трансформацию напыляемой частицы в дискообразный кристаллит структуры. Следовательно, мезоструктурная упорядоченность плазменного покрытия в определенной степени является гарантией достижения высоких адгезионной и когезионной прочностей.

Физическое и математическое моделирование степени пластической деформации напыляемых частиц

Будем считать, что частица в форме шара, нагретая до температуры T_0 , ударяется о плоскость и деформируется на ней. От области контакта возбуждаются упругие и следующие за ними пластические волны сжатия, распространяющиеся в материале шара. В результате в материале шара образуется фронт пластической волны, перемещающийся вверх и разделяющий частицу на упругую и пластическую зоны (рис. 3, d). Материал частицы из пластической зоны вследствие инерционного движения упругой области как сплошного твердого тела

с уменьшающейся скоростью выдавливается этой областью и растекается по поверхности. Процесс трансформации шара в дискообразный кристаллит завершается при уменьшении скорости движения упругой области до величины, при которой деформацию материала при переходе через фронт можно считать упругой.

В общем случае математическое моделирование такого процесса представляет значительные трудности из-за сложности описания процесса растекания материала вдоль поверхности удара. Однако для задач технологии получения мезоструктурно-упорядоченных покрытий достаточным на первом этапе является установление взаимосвязи доли напыляемой частицы, которая перешла в пластическое состояние, с такими параметрами как скорость, температура, размер и механические характеристики частицы. При этом долю пластически деформированного материала можно описать степенью ее пластического деформирования.

Анализ литературных данных показывает, что процесс удара дискретных частиц по поверхности является предметом значительных теоретических и экспериментальных исследований в области изучения эрозии и ударного повреждения конструкционных материалов [8–11]. В рамках таких исследований обычно определяют механические напряжения на контактной поверхности конструкционного материала. Наиболее полные исследования такого процесса проведены численным методом для случая удара капли воды по конструкционному материалу [10,11]. В таких исследованиях также анализируется эволюция формы капли в процессе удара. Однако в приведенной выше постановке задача математического моделирования трансформации напыляемых частиц ранее в публикациях не рассматривалась, за исключением некоторых этапов этого процесса, результаты которых проанализированы в работе [2]. Наиболее близкой по сути к поставленной задаче моделирования является классическая задача пластической деформации цилиндра при ударе (так называемая задача Тейлора), решение которой используется для определения свойств материалов при динамическом нагружении. Эта задача о цилиндре использует ряд экспериментально обоснованных допущений, которые также будут использованы при математическом моделировании пластической деформации шара при ударе [9].

Будем считать, что напыляемая частица имеет форму шара с диаметром $D_0 = h_0$ и ударяется об абсолютно жесткую плоскость (рис. 3, *d*). В результате удара в материале шара возникает область в пластическом состоянии, фронт которой плоский и перемещается против направления удара со скоростью $v_P(t)$. Будем пренебрегать упругими деформациями по сравнению с пластическими. Движение материала шара выше фронта пластической области будем рассматривать как движение сплошного твердого тела с уменьшающейся скоростью $v(t)$ за счет действия силы торможения на фронте пластической волны при сечении шара $S(t)$. Это движение будем рассматривать в одномерной постановке, характеризуя

процесс перемещения фактической высотой $h(t)$ этой области шара. Материал шара перед фронтом пластической зоны находится в напряженном состоянии с величиной напряжений, равных пределу текучести материала при сжатии σ_S , а после прохождения фронта приобретает напряжения, соответствующие модели жестко-пластического упрочняемого материала:

$$\sigma = \sigma_S + c\varepsilon^m, \quad (8)$$

где c и m — параметры упрочнения материала, σ и ε — текущие напряжения и деформации в упрочненном материале за фронтом пластичности.

При переходе через фронт пластической зоны в соответствии с гидродинамической теорией пластичности возникает разрыв в сечении материала. Сечение $S(t)$, равное сечению шара, увеличивается до $S_P(t)$ сразу за этим фронтом. Скоростью течения материала в направлении действия удара за фронтом пластичности (в лагранжевых координатах) будем пренебрегать.

Тогда в соответствии со сделанными допущениями уравнение движения верхней недеформированной пластической части шара в некоторый момент времени t можно записать в виде

$$\rho V(t) \frac{dv}{dt} = -\sigma_S S(t), \quad (9)$$

где $V(t)$ — объем этой части шара и $S(t)$ — площадь контактной поверхности этой части шара на фронте пластичности.

Используя соответствующие соотношения для шара, преобразуем отношение $S(t)/V(t)$ к виду

$$f(t) = \frac{S(t)}{V(t)} = 2 \left(\frac{1}{h} - \frac{1}{3h_0 - 2h} \right). \quad (10)$$

Фактический геометрический размер этой части в направлении удара изменяется за счет ее движения со скоростью $v(t)$ и движения фронта пластичности вверх со скоростью $v_P(t)$, т. е.

$$-\frac{dh}{dt} = v + v_P. \quad (11)$$

Деформацию материала при переходе через фронт пластичности определим следующим образом. Некоторый столбик материала выше фронта высотой $|\Delta h| = (v + v_P)\Delta t$ переходит в столбик высотой $\Delta h_P = v_P\Delta t$ после прохождения фронта. Тогда величина деформации материала будет

$$\varepsilon = \frac{|\Delta h| - \Delta h_P}{\Delta h_P} = \frac{v}{(v + v_P)}. \quad (12)$$

С другой стороны, из закона сохранения массы при переходе материала через фронт получим для этой деформации соотношение через площади сечения материала с двух сторон фронта пластичности:

$$\varepsilon = \frac{S_P(t) - S(t)}{S_P(t)}. \quad (13)$$

Закон сохранения импульса при переходе материала через фронт пластичности можно записать в виде

$$\rho(v + v_P)v + \sigma_S = \sigma, \quad (14)$$

который с использованием соотношений (12) и (8) приобретет вид

$$\rho V^2 = \varepsilon(\sigma - \sigma_S) = c\varepsilon^{m+1}. \quad (15)$$

Используя соотношение $dv/dt = (dv/dt)(dh/dt)$ и соотношения (11), (12) и (10), преобразуем уравнение движения (9) к виду

$$d(\rho v^2) = 2\varepsilon\sigma_S f(h)dh. \quad (16)$$

Комбинируя (15) и (16), получаем дифференциальное уравнение с разделяющимися переменными

$$\frac{(m+1)c}{2\sigma_S} \varepsilon^{m-1} d\varepsilon = 2\left(\frac{1}{\bar{h}} - \frac{1}{3-2\bar{h}}\right) d\bar{h}, \quad (17)$$

где введено обозначение $\bar{h} = h/h_0$.

Интегрируя это уравнение по ε в пределах от ε_0 , определяемого из (15) при $v = v_0$, до ε_c , определяемого из условия, что при ε_c материал больше не переходит в пластическое состояние, и по h в пределах от h_0 до h_c , получим

$$k_D^2(3 - 2k_D) = \exp(-\Gamma), \quad (18)$$

где $k_D = \bar{h}_c = h_c/h_0 = h_c/D_0$ и

$$\Gamma = \frac{(m+1)c}{2\sigma_S m} \left[\left(\frac{\rho v_0^2}{c}\right)^{m/(m+1)} - \varepsilon_c^{m/(m+1)} \right]. \quad (19)$$

Отметим, что если бы мы рассматривали пластическую деформацию не шара, а цилиндра, то соотношение (18) для цилиндра имело бы вид

$$k_D = \exp(-\Gamma). \quad (20)$$

Если вместо $k_D = h_c/h_0$, имеющего смысл линейной степени деформации частицы, ввести коэффициент объемной степени трансформации напыляемой частицы

$$\xi_D = 1 - \frac{V(h_c)}{V_0}, \quad (21)$$

то для случая частицы в виде шара значение ξ_D будет определяться соотношением

$$\xi_D = 1 - k_D^2(3 - 2k_D) = \exp(-\Gamma). \quad (22)$$

Для случая деформации частицы в виде цилиндра этот же коэффициент определяется тем же соотношением (22). Отсюда видно, что коэффициент объемной степени трансформации напыляемой частицы (21) не зависит от формы частицы по крайней мере для двух крайних случаев: шар и цилиндр. Можно предполагать, что и для частиц другой формы в случае выполнения допущений, сформулированных при постановке задачи

моделирования деформации для шара, зависимость коэффициента объемной трансформации напыляемой частицы от параметров процесса определяется тем же соотношением (22). Физически это объясняется тем, что для частицы, форма которой близка к шаровой, коэффициент ξ_D , определяющий долю материала, трансформированного в пластическое состояние и дискообразный кристаллит структуры, зависит только от механических свойств материала через соотношение (8) и объемную плотность кинетической энергии, затраченной на этот процесс.

Анализ результатов и выводы

Коэффициенты k_D и ξ_D трансформации частицы в дискообразный кристаллит при скорости частицы, достаточной для начала ее перевода в пластическое состояние, зависит не от абсолютного значения скорости частицы v_0 или ее кинетической энергии направленного движения, как обычно предполагалось в теориях плазменного напыления, а зависит от безразмерного критерия

$$B = \frac{(m+1)c}{2m\sigma_S} \left(\frac{\rho v_0}{c}\right)^{m/m+1}, \quad (23)$$

который входит в соотношение (18) через экспоненциальную зависимость.

Анализ критерия B показывает, что при скорости частиц напыления, достаточных для начала их пластического деформирования, наиболее эффективным приемом достижения наибольшей трансформации частиц в дискообразные кристаллиты структуры является не увеличение их скорости, а повышение температуры их нагрева.

Действительно, в критерии (23) параметры σ_S , c и m зависят от температуры нагрева частицы, причем изменение σ_S существенно более значительное с увеличением температуры, чем c и m . Для многих материалов величина σ_S уменьшается в 2–3 раза при нагреве до 500–600°C и до десяти раз и более при температурах 0.8–0.9 T_{pl} . Величина параметра m для большинства материалов лежит в диапазоне $m = 0.2–0.4$. Поэтому увеличение скорости частицы в 2–4 раза увеличивает критерий B только на 12–50%. В то же время за счет изменения параметра σ_S и в меньшей степени c при нагреве частицы увеличение критерия B происходит в разы. Особенно малоэффективно увеличение скорости частиц значениях критерия $B \geq 2$ из-за медленного изменения экспоненты (22) в этом диапазоне. Также надо отметить, что увеличение скорости частиц выше определенных значений приводит к тому, что уменьшается время пластической трансформации напыляемой частицы, и это уменьшение времени растет быстрее, чем увеличение скорости (11). В результате существенно сокращается время действия сжатия на контактной поверхности и,

следовательно, уменьшается степень завершения топомеханических реакций образования прочных адгезионных и когезионных связей.

Полученные соотношения и вытекающие из них выводы используются нами в численном моделировании для предварительного выбора диапазона параметров режима напыления, при которых обеспечиваются условия формирования мезоструктурно-упорядоченных плазменных покрытий. Особенно эффективен такой анализ при нанесении покрытий из таких высокопрочных материалов, как окислы и карбиды, так как при нанесении покрытий из металлов и сплавов традиционные режимы напыления приводят автоматически к нагреву частиц до температур плавления или оплавления, при которых соблюдаются установленные в настоящей работе рекомендации.

Естественно, окончательный выбор режимов напыления обеспечивается экспериментальным исследованием свойств покрытий в выбранных диапазонах. При этом вид структуры плазменных покрытий (степень и однородность деформации кристаллитов, отсутствие недеформированных частиц и наличие внутренних пор), диагностируемый на их поперечных шлифах при достаточном увеличении, служит подтверждением качества полученных покрытий даже в директивных технологических документах ведущих мировых производителей плазменных покрытий. Надо отметить, что компьютерная обработка изображений таких структур, например, программным комплексом Image Expert Pro 3 позволяет существенно повысить объективность такого контроля и дать количественную оценку мезоструктурной упорядоченности.

Заключение

Таким образом, проведенные исследования позволили установить новые закономерности, обеспечивающие условия для получения мезоструктурно-упорядоченных плазменных покрытий с экстремальным комплексом эксплуатационных свойств.

Список литературы

- [6] *Bogdanovich V.I., Barvinok V.A.* // NATO Advanced Research Workshop on Nanostructured Thin Films and Nanodispersion Strengthened Coatings. М., Russia, 2003. P. 251–260.
- [7] *Барвинок В.А., Богданович В.И., Докукина И.А.* // Изв. СНЦ РАН, Самара, 2008. Т. 3. С. 83–96.
- [8] *Зукас Дж.А., Николас Т., Свифт Х.Ф.* и др. Динамика удара. Пер. с англ. М.: Мир, 1985. 296 с.
- [9] *Гольдсмит В.* Удар. Пер. с англ. М.: Изд-во литературы по строительству, 1965. 448 с.
- [10] *Спринджер Дж.* Эрозия при воздействии капель жидкости. Пер. с англ. М.: Машиностроение, 1981. 200 с.
- [11] *Перельман Р.Г.* Эрозия прочности деталей двигателей и энергоустановок летательных аппаратов. М.: Машиностроение, 1980. 245 с.

- [1] *Барвинок В.А.* Плазма в технологии, надежность, ресурс. М.: Наука и технологии, 2005. 452 с.
- [2] *Кудинов В.В., Пекшев П.Ю., Белащенко В.Е.* и др. Нанесение покрытий плазмой. М.: Наука, 1990. 408 с.
- [3] *Барвинок В.А.* Управление напряженным состоянием и свойства плазменных покрытий. М.: Машиностроение, 1990. 384 с.
- [4] *Кудинов В.В.* Плазменные покрытия. М.: Наука, 1977. 184 с.
- [5] *Барвинок В.А., Богданович В.И.* Физические основы и математическое моделирование процессов вакуумно-ионно-плазменного напыления. М.: Машиностроение, 1999. 310 с.